



(18) BUNDESREPUBLIK  
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES  
PATENT- UND  
MARKENAMT

(12) **Offenlegungsschrift**  
(10) **DE 197 30 549 A 1**

(5) Int. Cl.<sup>6</sup>:  
**F 16 C 33/12**  
C 22 C 21/00  
B 32 B 15/01

(21) Aktenzeichen: 197 30 549.0  
(22) Anmeldetag: 17. 7. 97  
(43) Offenlegungstag: 21. 1. 99

(21) Anmelder:  
KS Gleitlager GmbH, 68789 St Leon-Rot, DE  
  
(24) Vertreter:  
Dreiss, Fuhlendorf, Steinle & Becker, 70188  
Stuttgart

(22) Erfinder:  
Steffens, Thomas, Dr., 74906 Bad Rappenau, DE;  
Schubert, Werner, 69168 Wiesloch, DE  
  
(56) Entgegenhaltungen:  
DE 43 12 537 A1  
DE 40 04 703 A1

**Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen**

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

(57) **Gleitlagerwerkstoff**

Die Erfindung betrifft einen Gleitlagerwerkstoff auf Aluminiumbasis, umfassend eine Aluminiumlegierung mit 10 bis 25 Gew.-% Zinn und Zusätzen von Kupfer, Nickel und Mangan, der im Hinblick auf die Belastbarkeit und Umformbarkeit dadurch verbessert wird, daß Kupfer, Nickel und Mangan jeweils einen gewichtsprozentualen Anteil von 0,2 bis 2 Gew.-% aufweisen und daß als weiterer Zusatz 0,2 bis 2 Gew.-% Silizium vorgesehen ist, und daß das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Kupfer zum gewichtsprozentualen Anteil von Nickel und das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Mangan zum gewichtsprozentualen Anteil von Silizium zwischen 0,6 und 1,5 liegt.

# DE 197 30 549 A 1

1

## Beschreibung

Die Erfundung betrifft einen Gleitlagerwerkstoff auf Aluminiumbasis, umfassend eine Aluminiumlegierung mit 10 bis 25 Gew.-% Zinn und Zusätzen von Kupfer, Nickel und Mangan.

Ein derartiger Gleitlagerwerkstoff ist beispielsweise aus der DE 40 04 703 A1 bekannt. Das einzige Ausführungsbeispiel lehrt eine Aluminiumlegierung mit der Zusammensetzung AlSn1ONi2Mn1CuO<sub>5</sub>, wobei anstelle des Zinnzusatzes auch ein Bleizusatz verwendet werden kann. Bei derartigen als Gleitlagerwerkstoff verwandten Aluminiumlegierungen wird eine "weiche Phase" in Form einer Zinn- oder auch Bleiausscheidung für die Gewährleistung guter Notlaufeigenschaften eines aus dem Gleitlagerwerkstoff hergestellten Lagers benötigt. Harte Schmutzpartikel oder Abrieb werden in dieser weichen Phase aufgenommen oder eingebettet. Die weiche Phase vermag sich auch geometrischen Bedingungen anzupassen. Die weiche Phase aus in Aluminium nicht löslichem Zinn ist in Form blockiger Ausscheidungen in dem matrixbildenden Aluminium aufgenommen.

Um die Festigkeit der Aluminiummatrix zu erhöhen, ist es bekannt, Kupfer zuzugeben. Kupfer bildet mit Aluminium intermetallische Phasen, sog. Hartstoffphasen, wie Al<sub>2</sub>Cu und feinverteilte Vorstufen hiervon, die eine Erhöhung der Festigkeit der Aluminiummatrix bewirken, sofern sie in möglichst fein verteilten Ausscheidungen vorliegen ( $\leq 1 \mu\text{m}$ ). Hierdurch wird die Belastbarkeit und Ermüdungsfestigkeit eines aus der Legierung gefertigten Gleitlagerwerkstoffs erhöht. Eine derartige Aluminiumlegierung AlSn15Cu2 ist unter dem Handelsnamen KS 985.3 durch die Anmelderin bekannt geworden. Diese Legierung besitzt bereits ausgezeichnete tribologische Eigenschaften; sie bedarf aber für Anwendungen unter Extremlastbedingungen, wie zum Beispiel als Pleuellager in modernen Brennkraftmaschinen, der Verbesserung.

Dies wurde bei der aus der DB 40 04 703 A1 bekannten Aluminiumlegierung durch die Zugabe von Mangan und Nickel zu erreichen versucht, wodurch der Anteil der Hartstoffphasen wohl erhöht werden sollte, und zwar nach Angaben dieser Druckschrift im Besonderen in der Umgebung der Zinnausscheidungen, um durch die Affinität des Zinns zu Nickel und zu Mangan eine verbesserte Bindung der Zinnausscheidung in der Aluminiummatrix zu erreichen.

Es besteht auch die Vorstellung, daß sich ein gewisser Anteil von Hartstoffphasen oder -ausscheidungen positiv auf einen guten Verschleißwiderstand auswirkt, indem die an der Oberfläche befindlichen Hartstoffphasen ein Feinschleifen des Gleitpartners, z. B. der Kurbelwelle, bewirken, so daß Rauheitsspitzen des aus Stahl bestehenden Gleitpartners abgetragen werden können. Auch werde durch Hartstoffphasen die Belastbarkeit des Lagerwerkstoffs erhöht.

Die Erhöhung des Anteils intermetallischer Hartstoffphasen bringt aber auch Probleme im Hinblick auf die Ermüdungsfestigkeit und auch im Hinblick auf die Herstellbarkeit mit sich. So treten beim Umformen, insbesondere beim Kaltplattieren der Aluminiumlegierung auf Stahl, was einen Stich von etwa 50% Umformung erfordert, Risse auf.

Der vorliegenden Erfundung liegt die Aufgabe zugrunde, eine Legierung der eingangs beschriebenen Art dahingehend zu verbessern, daß sie eine höhere Belastbarkeit als die bekannte Aluminium-Zinn-Kupfer oder Aluminium-Zinn-Kupfer-Nickel-Legierung und eine bessere Umformbarkeit, insbesondere Plattierbarkeit, aufweist.

Diese Aufgabe wird durch einen Gleitlagerwerkstoff der eingangs beschriebenen Art gelöst, der dadurch gekennzeichnet ist, daß Kupfer, Nickel und Mangan jeweils einen gewichtsprozentualen Anteil von 0,2 bis 2 Gew.-% aufwei-

2

sen und daß als weiterer Zusatz 0,2 bis 2 Gew.-% Silizium vorgesehen ist, und daß das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Kupfer zum gewichtsprozentualen Anteil von Nickel und das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Mangan zum gewichtsprozentualen Anteil von Silizium zwischen 0,6 und 1,5 liegt.

Mit der Erfundung wird vorgeschlagen, in die Aluminiumlegierung Kupfer und Nickel in einem solchen Maße zuzugeben, daß sich Nickel und Kupfer beinhaltende intermetallische Phasen, beispielsweise die intermetallische Phase Al<sub>3</sub>(Ni,Cu) bildet. Dies bedeutet, daß Kupfer und Nickel vorzugsweise zu gleichen Anteilen zugegeben werden. Das vorstehend erwähnte Verhältnis der Kupfer- und Nickelanteile liegt vorzugsweise zwischen 0,8 und 1,2.

Es wurde erkannt, daß Nickel innerhalb der Aluminiumlegierung eine ortsfeste und im Unterschied zu ausschließlich Kupfer enthaltenden intermetallischen Aluminid-Phasen wie Al<sub>2</sub>Cu, glühstabile intermetallische Phase ausbildet, die gewissermaßen als Kupfer-Senke wirkt. Hierdurch wird verhindert, daß das Kupfer im Zuge der Wärmebehandlung innerhalb der Matrix wandert und eine Vergrößerung der Ausscheidungsphasen mit sich bringt (man spricht hier von Ostwald-Reifung). Eine derartige Vergrößerung ist unerwünscht, da die groben Ausscheidungen potentielle Ermüdungs- oder Rissbildungsstellen innerhalb der Legierung darstellen, welche die Umformbarkeit verschlechtern und die Belastbarkeit wiederum herabsetzen. Al<sub>2</sub>Cu-Ausscheidungen neigen infolge der relativ hohen Löslichkeit des Kupfers im Aluminiummischkristall in besonderem Maße dazu, zu vergrößern.

Mit der Erfundung wurde des Weiteren erkannt, daß eine Zugabe von Mangan unter dem Gesichtspunkt einer Schwingfestigkeitserhöhung ohne die gleichzeitige Zugabe von Silizium nachteilig ist. So wurde z. B. bei der Legierung AlSn12Cu2Mn2NiO<sub>6</sub> erkannt, daß sie aufgrund relativ grober Al<sub>2</sub>Cu-Ausscheidungen und durch eine zu hohe Matrixhärte, die durch die Elemente Kupfer und Mangan hervorgerufen ist, eine sehr schlechte Walzbarkeit aufweist. Die aus der Tabelle I gemäß Fig. 1 erhaltenen Proben wurden im Dünnschliff hergestellt. Es handelt sich hierbei nicht um Stand der Technik.

Wie der Tabelle I weiter zu entnehmen ist, vermag zwar die Zugabe von Silizium zu Aluminium-Zinn-Kupfer-Legierungen der gattungsgemäßen Art eine Erhöhung der Härte und eine Reduzierung der Anfälligkeit für fressenden Verschleiß zu bewirken; die Umformbarkeit verschlechtert sich hierdurch jedoch in starkem Maße. Die Proben wurden im Strangguß hergestellt. Auch sie bilden keinen Stand der Technik.

Die vorletzte Zeile der Tabelle I zeigt eine AlSn12Si3Cu2Ni2Mn1-Legierung. Sie weist eine Härte von 49 HB 2,5/31 und zeigt hervorragende tribologische Eigenschaften. Auch bei dieser Zusammensetzung ist die Umformbarkeit aber nicht zufriedenstellend und es gibt Probleme beim Walzen.

Die fünfte Spalte der Tabelle zeigt die Ergebnisse einer Messung des Freßwiderstands; hierbei wurden Gütezahlen von 1 bis 10 vergeben, wobei eine Gütezahl oberhalb von 5 gute tribologische Eigenschaften bedeutet. Hierfür wird eine aus Kurbelwellenstahl bestehende Scheibe horizontal angeordnet und in Drehung versetzt. Auf die rotierende Scheibenfläche wird ein Stift oder plättchenförmiger Abschnitt aus dem zu testenden Gleitlagerwerkstoff unter Mängelschmiereinstellung aufgedrückt. Es wird nun die Zeit bis zum Auftreten erster Reibschweißerscheinungen (Fressen) gemessen. Die Sollzeit wurde in Abhängigkeit des Anpressdrucks und der Drehgeschwindigkeit der Scheibe auf 90 Minuten gesetzt, was einer Gütezahl von 10 entsprechen soll.

Wenn es bereits nach 45 Minuten zu ersten Reibschweißerscheinungen kommt, so entspricht dies einer Gütezahl von 5, und wenn es bereits in den ersten 9 Minuten zu Fresserscheinungen kommt, entspricht dies der völlig ungenügenden Gütezahl 1. Die in der Tabelle angegebenen Werte verstehten sich als Mittelwerte aus wenigstens fünf Stift/Scheibe-Untersuchungen.

Mit der erfundungsgemäßen Legierung AlSn12Cu1Ni1Mn1Si1 werden Matrixhärten von über 50 HB 2,5/31,25/30 und eine sehr gute Umformbarkeit erreicht. Die Gütezahl für den Freßwiderstand ist 10. Das Legierungsmaterial ist auch bei großen Stichabnahmen von mehr als 50% gut walzbar. Dies wird auf ein Zusammenwirken von Kupfer und Nickel und auf ein Zusammenspiel von Mangan und Silizium zurückgeführt. Hohe Matrixgehalte an Mangan und Kupfer führen zu einer hohen Matrixhärte (Mischkristallhärtung). Im Zuge einer Wärmebehandlung besteht die Tendenz zur Bildung grober bzw. vergrößernder Hartphasen vom Typ Aluminium-Kupfer-Mangan, die sich auf die Umformbarkeit und Ermüdungsfestigkeit negativ auswirken. Durch die Zugabe von Nickel und Silizium wird die Ausbildung grober Aluminium-Kupfer-Mangan-Phasen verhindert oder zumindest deutlich verringert, da bevorzugt Nickel-Kupfer-Aluminid einerseits und Mangan-Silizium-Aluminid andererseits gebildet wird, welches kaum zu Vergroßerungsscheinungen neigt. Die Nickel-Kupfer-Aluminide liegen aber im Unterschied zu reinen Kupfer-Aluminiden auch nach einer Wärmebehandlung bei 250 Grad feinverteilt vor. Die Ursache hierfür ist die äußerst geringe Löslichkeit von Nickel im Aluminiummischkristall.

Die bevorzugte Ausscheidungsphase des Mangans in Anwesenheit von Silizium ist die thermisch stabile Phase  $(\text{Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ , die das Zusammenwirken des Mangans mit Silizium verdeutlicht. Die Zugabe von Silizium und Nickel verhindert somit die Bildung bei der Wärmebehandlung vergrößernder Kupfer-Mangan-Aluminide. Silizium ist der bevorzugte "Partner" des Mangans, was sich aus den vorstehend genannten Gründen als vorteilhaft erweist.

Die wesentliche Wirkung des beanspruchten Nickelgehalts in Abhängigkeit vom Kupfergehalt besteht darin, Kupfer in Form von Nickel-Kupfer-Aluminid zu binden und dadurch die Ausscheidung von  $\text{Al}_2\text{Cu}$  zu unterdrücken bzw. zu reduzieren. Diese  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen wirken sich besonders schädlich auf die Umformbarkeit aus, weil sie im Gegensatz zu den thermisch stabilen Nickel-Kupfer-Aluminiden bei der Wärmebehandlung vergröbern und dadurch potentielle Ausgangspunkte für Risse darstellen. Daneben liegt ein Teil des Kupfers in der erwünschten feinverteilten Form in der Matrix vor.

Die in der Tabelle II gemäß Fig. 2 aufgeführten Legierungen wurden nach einer Wärmebehandlung bei  $510^\circ$  für eine Dauer von acht Stunden und anschließender Ofenabkühlung auf ihre Zusammensetzung hin untersucht. Es wurden dabei reine Zinn- und Siliziumphasen sowie das unerwünschte zur Vergrößerung neigende Kupfer-Aluminid  $\text{Al}_2\text{Cu}$  sowie das Mangan-Silizium-Aluminid  $\text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{CuMnFe})_3$ , das aufgrund der hohen Affinität des Mangans zum Silizium kaum Kupfer und Eisen sondern in der Hauptsache Mangan enthält, und das Nickel-Kupfer-Aluminid  $\text{Al}_3(\text{NiCu})$  festgestellt.

Man erkennt aus der Tabelle, daß in der erfundungsgemäßen Legierung AlSn12Cu1Mn1Si1Ni1 (vorletzte Zeile) zwar das erwünschte Mangan-Silizium-Aluminid und Kupfer-Nickel-Aluminid vorhanden ist, daß aber das unerwünschte Kupfer-Aluminid in kaum nachweisbarer Menge vorhanden ist, während bei der Legierung AlSn12Cu2Mn1Si2Ni1 das störende Kupfer-Aluminid in solchem Maße vorhanden ist, daß es sich negativ auf die

Umformbarkeit auswirkt.

Bei der Legierung AlSn12Cu2,5Mn1Si3 (zweite Zeile), die kein Nickel enthält, tritt  $\text{Al}_2\text{Cu}$  sogar in größeren Mengen auf.

Die Fig. 3 bis 6 zeigen photographische Aufnahmen eines leicht angeätzten Längsschliffs der Legierungen in Tabelle 11 in gerasteter Darstellung, und zwar nach der beschriebenen Wärmebehandlung. Die Phasen gemäß Tabelle 11 sind durch eingefügte Pfeile 1 bis 5 bezeichnet.

#### Patentansprüche

1. Gleitlagerwerkstoff auf Aluminiumbasis, umfassend eine Aluminiumlegierung mit 10 bis 25 Gew.-% Zinn und Zusätzen von Kupfer, Nickel und Mangan, dadurch gekennzeichnet, daß Kupfer, Nickel und Mangan jeweils einen gewichtsprozentualen Anteil von 0,2 bis 2 Gew.-% aufweisen und daß als weiterer Zusatz 0,2 bis 2 Gew.-% Silizium vorgesehen ist, und daß das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Kupfer zum gewichtsprozentualen Anteil von Nickel und das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Mangan zum gewichtsprozentualen Anteil von Silizium zwischen 0,6 und 1,5 liegt.
2. Gleitlagerwerkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Kupfer zum gewichtsprozentualen Anteil von Nickel zwischen 0,8 und 1,2 liegt.
3. Gleitlagerwerkstoff nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß das Verhältnis des gewichtsprozentualen Anteils von Mangan zum gewichtsprozentualen Anteil von Silizium zwischen 0,8 und 1,2 liegt.
4. Gleitlagerwerkstoff nach Anspruch 1, 2 oder 3, gekennzeichnet durch die intermetallische Phase  $\text{Al}_3(\text{Ni}, \text{Cu})$  bildende Hartstofausscheidungen.
5. Gleitlagerwerkstoff nach einem der vorstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet daß der jeweilige gewichtsprozentuale Anteil von Kupfer und Nickel 0,7 – 1,3 Gew.-% beträgt.
6. Gleitlagerwerkstoff nach einem der vorstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß der jeweilige gewichtsprozentuale Anteil von Mangan und Silizium 0,7 – 1,3 Gew.-% beträgt.
7. Gleitlagerwerkstoff nach einem oder mehreren der vorstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß der gewichtsprozentuale Gehalt an Zinn 10 bis 20, insbesondere 10 bis 15 Gew.-%, beträgt.
8. Gleitlagerverbundwerkstoff mit einer hartmetallischen Stützschicht und einer darauf aufgebrachten, insbesondere aufgewalzten metallischen Gleitschicht, dadurch gekennzeichnet, daß die Gleitschicht einen Gleitlagerwerkstoff nach einem der vorstehenden Ansprüche umfaßt.

Hierzu 4 Seite(n) Zeichnungen

**- Leerseite -**

Tabelle I:

Legierung	Gießverfahren	Härte (nach 250°C) HB2,5/31,25/30	Umformbarkeit	Fräswiderstand FOM	Bemerkungen
AISn17Cu1	K, KS	30	++	1	entspricht KS 985
AISn17Cu1Si2	-	35	+	7	Probleme beim Walzen
AISn17Cu1Si4	-	34	-	8	große Probleme beim Walzen
AISn17Cu1Si6	-	37	-	4	
AISn17Cu2	-	42	++	3	
AISn12Cu2Mn1Ni0,3	DB	- 50	+	n.b.	Probleme beim Walzen
AISn12Cu2Mn2Ni0,6	-	- 60	-	n.b.	große Probleme beim Walzen
AISn12Cu3Mn1	-	- 60	-	n.b.	(grobe Al <sub>2</sub> Cu-Ausscheidungen)
AISn12Cu3,5Mn2	-	- 70	-	n.b.	hohe Matrix-Härte
AISn12Si3Cu2Ni2	K, KS	42	+	6	Probleme beim Walzen
AISn12Si3Cu2Ni2Mn1	-	49	+	10	
AISn12Si1Cu1Ni1Mn1	-	50	++	10	

*früher*

++ = auch mit großen Stichabnahmen (- 50 %) walzbar

+ = nur mit kleinen Stichabnahmen walzbar

- = schlecht walzbar

K = Kokillenguss

KS = Strangguß KS

DB = Dünnbandguß

Tabelle II:

Char-ge	Legierung	Phasen				
		Sn	Si	Al <sub>2</sub> Cu	Al <sub>5</sub> Si <sub>2</sub> C <sub>3</sub> Mn <sub>2</sub> Ni <sub>3</sub>	Al <sub>5</sub> (NiCu)
2167	AlSn12Cu1Mn1,5Si1,5	++	+	+	+	-
2168	AlSn12Cu2,5Mn1Si3	++	++	++	+	-
2169	AlSn12Cu1Mn1Si1Ni1	++	+	0	+	+
2170	AlSn12Cu2Mn1Si2Ni1	++	+	+	+	+
Bezeichnung in Abb. 3 - 6:		1	2	3	4	5

- : nicht vorhanden

+ : vorhanden

++: in größeren Mengen vorhanden

0: kaum nachweisbar

fig. 2

ZEICHNUNGEN SEITE 3

Nummer:

DE 197 30 549 A1

Int. Cl.<sup>6</sup>:

F 16 C 33/12

Offenlegungstag:

21. Januar 1999

V = 500

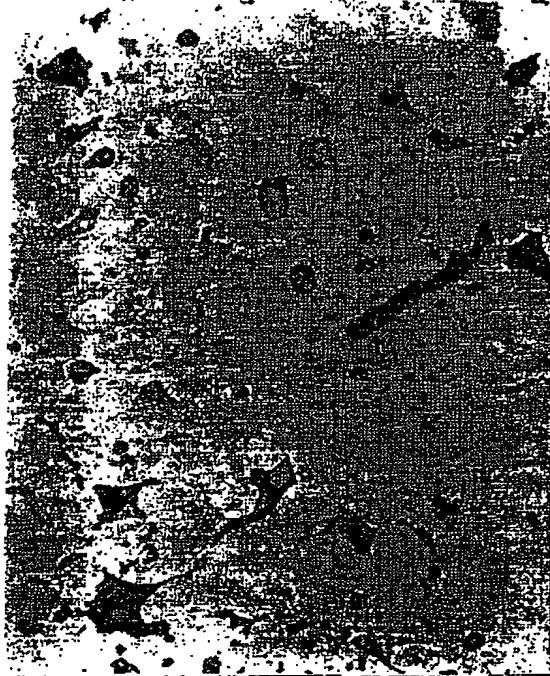


Fig. 3

Charge 2167

AlSn12Cu1Mn1,5Si1,5

V = 500



Fig. 4

Charge 2168

AlSn12Cu2,5Mn1Si3

ZEICHNUNGEN SEITE 4

Nummer:  
Int. Cl.<sup>6</sup>:  
Offenlegungstag:

DE 197 30 549 A1  
F 16 C 33/12  
21. Januar 1999

V = 500



Fig. 5  
Charge 2169  
AlSn12Cu1Mn1Si1Ni1

V = 500



Fig. 6  
Charge 2170  
AlSn12Cu2Mn1Si2Ni1